

(12) DEMANDE INTERNATIONALE PUBLIÉE EN VERTU DU TRAITÉ DE COOPÉRATION  
EN MATIÈRE DE BREVETS (PCT)

(19) Organisation Mondiale de la Propriété  
Intellectuelle  
Bureau international



(43) Date de la publication internationale  
17 juin 2004 (17.06.2004)

PCT

(10) Numéro de publication internationale  
**WO 2004/050935 A1**

(51) Classification internationale des brevets<sup>7</sup> :  
**C22C 38/12**, 38/14, 38/38, C21D 8/06

(21) Numéro de la demande internationale :  
PCT/FR2003/003516

(22) Date de dépôt international :  
27 novembre 2003 (27.11.2003)

(25) Langue de dépôt : français

(26) Langue de publication : français

(30) Données relatives à la priorité :  
02/14838 27 novembre 2002 (27.11.2002) FR

(71) Déposant (pour tous les États désignés sauf US) : **IS-PAT-UNIMETAL** [FR/FR]; Site industriel de Gandrange, F-57175 Gandrange (FR).

(72) Inventeurs; et

(75) Inventeurs/Déposants (pour US seulement) : **RESIAK, Bernard** [FR/FR]; 7, rue du champ Mey, F-57140 Saulny (FR). **CONFENTE, Mario** [FR/FR]; 1, rue des Plantes, F-57050 Plappeville (FR).

(74) Mandataire : **VENTAVOLI, Roger**; Rove Conseils, 47, rue de Paris, BP 50229, F-57106 Thionville Cedex (FR).

(81) États désignés (national) : AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU,

CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) États désignés (régional) : brevet ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), brevet eurasien (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), brevet européen (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), brevet OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

**Déclarations en vertu de la règle 4.17 :**

- relative au droit du déposant de revendiquer la priorité de la demande antérieure (règle 4.17.iii)) pour la désignation suivante US
- relative au droit du déposant de revendiquer la priorité de la demande antérieure (règle 4.17.iii)) pour la désignation suivante US
- relative à la qualité d'inventeur (règle 4.17.iv)) pour US seulement

**Publiée :**

- avec rapport de recherche internationale
- avant l'expiration du délai prévu pour la modification des revendications, sera republiée si des modifications sont reçues

[Suite sur la page suivante]

(54) Title: READY-USE LOW-CARBON STEEL MECHANICAL COMPONENT FOR PLASTIC DEFORMATION AND METHOD FOR MAKING SAME

(54) Titre : PIÈCE MÉCANIQUE PRÊTE À L'EMPLOI EN ACIER BAS CARBONE POUR DÉFORMATION PLASTIQUE ET SON PROCÉDE DE FABRICATION

(57) Abstract: The invention concerns a mechanical component resulting from hot process or cold process deformation of a steel without quenching and tempering treatment subsequent to forming. The low-carbon steel from which it is derived enables in effect a bainitic or substantially bainitic structure to be obtained from core cooling which can be reduced to about 1 °C/s, and consisting therefor additionally to iron and the unavoidable residual impurities resulting from steel preparation, of: at least 0.02 to 0.15 % of carbon, 0.04 to 0.10 % of niobium, 0.001 to 0.005 % of boron, 0.10 to 0.35 % of molybdenum, 1.30 to 2.00 % of manganese, 0.15 to 1.30 % of silicon, at least 0.015 % of nitrogen associated with a titanium content of the order of 3.5 times said nitrogen content, 0.01 to 0.08 % of aluminium. The components produced exhibiting good machinability are preferably used for imparting fatigue strength to precision components with high characteristics, such as vehicle wheel swivel joints, links, screws and the like.

(57) Abrégé : Cette pièce mécanique est issue par déformation plastique à chaud ou à froid d'un acier sans traitement thermique de trempe et revenu postérieur à sa mise en forme. L'acier bas carbone dont elle est issue permet en effet l'obtention d'une structure bainitique ou essentiellement bainitique à partir d'un refroidissement à cœur qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s environ, et présentent à cet effet une composition qui, outre du fer et les inévitables impuretés résiduelles résultant de l'élaboration de l'acier, comprend au moins de 0,02 à 0,15 % de carbone, de 0,04 à 0,10 % de niobium, de 0,001 à 0,005 de bore, de 0,10 à 0,35 % de molybdène, de 1,30 à 2,00 % de manganèse, de 0,15 à 1,30 % de silicium, moins de 0,015 % d'azote associé à une teneur en titane de l'ordre 3,5 fois cette teneur en azote, de 0,01 à 0,08 % d'aluminium. Les pièces réalisées, de bonne usinabilité, trouvent leur application préférentielle dans le domaine de travail en fatigue de pièces de précision à hautes caractéristiques, comme les rotules de roues de véhicules, biellettes, pivots, vis, etc...

WO 2004/050935 A1



---

*En ce qui concerne les codes à deux lettres et autres abréviations, se référer aux "Notes explicatives relatives aux codes et abréviations" figurant au début de chaque numéro ordinaire de la Gazette du PCT.*

## **Pièce mécanique prête à l'emploi en acier bas carbone pour déformation plastique et son procédé de fabrication.**

L'invention concerne les pièces mécaniques en acier bas carbone à hautes  
5 caractéristiques, comme les rotules de roues de véhicules terrestres, les pivots, axes, triangles de suspension, biellettes, ou autres pièces mécaniques analogues prêtes à l'emploi obtenues par déformation plastique d'un produit sidérurgique long (fil, barre...)

On sait que les aciers pour déformation plastique doivent présenter des propriétés à la fois de déformabilité et de résistance. Ainsi, lors de la fabrication des  
10 pièces mécaniques à laquelle certains d'entre eux sont destinés, il leur faut pouvoir supporter sans rupture des modifications de forme importantes tout en présentant parfois au final de hautes caractéristiques mécaniques. De fait, dans certains cas, les caractéristiques exigées des pièces obtenues à partir de ces aciers sont proches de celles de la classe 10.9 selon la norme ISO 898, à savoir une limite à la rupture minimum de  
15 1000 MPa et une limite élastique minimum de 900 MPa. De plus, ces aciers doivent présenter de bonnes caractéristiques d'usinabilité, car une majorité des applications nécessite un usinage ultime pour mise aux côtes finales.

On rappelle que les opérations de déformation plastique se font sur des lopins d'acier issus de la découpe de fils ou barres obtenus classiquement par laminage à chaud  
20 de demi-produits de coulée continue (billettes ou blooms). En déformation plastique à froid (frappe, forge...), les lopins sont mis en forme à froid à la presse, le cas échéant après un recuit de globulisation, et les pièces obtenues sont ensuite traitées thermiquement par trempe et revenu. Pour la forge à chaud, les lopins sont réchauffés d'abord jusqu'à une température d'environ 1000-1200 °C, mis en forme à chaud et  
25 refroidis. Les pièces ainsi obtenues sont ensuite traitées thermiquement par trempe et revenu, la trempe pouvant être faite directement lors du refroidissement après forgeage.

La réalisation de ces différents traitements thermiques suppose des opérations, certes maîtrisées, mais néanmoins coûteuses, dont les résultats visés ne sont pas toujours atteints et qui, de toute façon, augmentent le temps et le coût de production.  
30 Aussi, a t'on recherché ces dernières années des nuances d'acier permettant de s'en affranchir et d'obtenir des pièces à hautes caractéristiques "prêtes à l'emploi", pouvant être utilisées pour l'application prévue sans avoir à subir un traitement thermique pour modifier leur structure métallurgique après l'opération de déformation plastique.

Concernant la frappe à froid par exemple, il est déjà connu par exemple de  
35 faire appel à des nuances d'acier de structure essentiellement bainitique (i.e. contenant plus de 50 % de bainite), présentant un bon compromis entre déformabilité et caractéristiques mécaniques finales. Toutefois, compte tenu des capacités des moyens de refroidissement dont on dispose généralement sur une ligne de laminage à chaud, ces nuances permettent d'obtenir une structure essentiellement bainitique uniquement sur  
40 des fils ou des barres laminés de relativement faible diamètre, dépassant rarement 8 mm

en fait. Au-delà, on obtient une bainite dégénérée ou associée à de la ferrite, ce qui conduit à une détérioration marquée des propriétés mécaniques des produits laminés. De plus, la structure n'étant pas bien maîtrisée, il y a un risque de forte dispersion des caractéristiques mécaniques au sein d'une même couronne ou entre plusieurs couronnes de fils bobinés ou entre plusieurs barres ou au sein d'une même barre à l'issue du laminage à chaud.

Des problèmes similaires sont rencontrés avec les nuances d'acier pour forge à chaud pour lesquelles l'épaisseur de la pièce forgée impose souvent des contraintes de refroidissement sévères pour atteindre la vitesse de refroidissement à cœur nécessaire à l'obtention de la structure bainitique visée dans la masse. De surcroît, la périphérie de la pièce étant inévitablement refroidie beaucoup plus énergiquement que le cœur, il en résulte des tensions internes qui peuvent conduire à des déformations permanentes rédhibitoires.

On voit donc que l'on recherche classiquement, dans les applications des nuances pour déformation plastique, une structure bainitique qui offre un bon compromis entre déformabilité et caractéristiques mécaniques, en même temps qu'une bonne usinabilité. Dans tous les cas, la réussite de l'obtention de cette structure bainitique est soumise aux contraintes de refroidissement de l'acier à cœur, que ce refroidissement intervienne avant la déformation plastique ou après. Ces contraintes imposées au refroidissement s'avèrent si sévères sur les nuances d'acier actuellement connues et utilisées que cette structure bainitique peut ne pas être obtenue directement dans la chaude de laminage, ni même après l'opération de forgeage, de sorte que de nombreuses pièces mécaniques doivent subir un traitement thermique postérieurement à leur mise en forme.

L'objectif de l'invention est la mise à disposition des transformateurs d'une nuance d'acier bas carbone apte à développer une structure bainitique, ou essentiellement bainitique, avec de faibles contraintes de refroidissement, pour la fabrication de pièces prêtes à l'emploi tant par presse à froid qu'à la forge à chaud.

Plus précisément, l'invention a pour but le développement d'une nuance d'acier bas carbone spécifique à la fabrication de pièces mécaniques dotées d'une structure bainitique ou essentiellement bainitique pouvant être obtenue déjà avec une faible vitesse de refroidissement à cœur, qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s, et offrant à la fois une bonne aptitude à la déformation et une bonne usinabilité pour la réalisation de ces pièces par déformation à froid ou à chaud, sans traitement thermique postérieur à la mise en forme, ladite nuance présentant des caractéristiques mécaniques élevées permettant auxdites pièces de se situer dans les classes de qualité 8.8 à 12.9 selon la norme ISO 898.

L'invention a ainsi pour objet une pièce mécanique à hautes caractéristiques en acier bas carbone prête à l'emploi venant de la transformation plastique d'un produit sidérurgique long laminé caractérisée en ce que :

- la composition dudit acier, outre le fer et les inévitables impuretés résiduelles résultant de l'élaboration de l'acier, répond au moins à l'analyse suivante, donnée en pourcentages pondéraux par rapport au fer:

- 5            $C \leq 0,15 \%$   
           $0,04 \% \leq Nb \leq 0,10 \%$   
           $0,001 \% \leq B \leq 0,005 \%$   
           $0,10 \% \leq Mo \leq 0,35 \%$   
           $1,3 \% \leq Mn \leq 2,0 \%$   
           $0,15 \% \leq Si \leq 1,30 \%$   
10           $0,01 \% \leq Al \leq 0,08 \%$   
           $N \leq 0,015 \%$  avec  $Ti \geq 3,5 \times \% N$  ;

- ledit produit long est obtenu à partir d'un demi produit issu de la coulée continue et laminé à chaud dans le domaine austénitique, puis traité thermiquement pour lui conférer une structure bainitique, ou essentiellement bainitique, ainsi que mis en  
15 forme par transformation plastique à froid ou à chaud pour lui donner sa forme finale avec une résistance à la rupture supérieure à 800 MPa.

- Dans un premier mode de réalisation préféré, la pièce mécanique en acier déformée à froid définie ci-dessus se caractérise en ce que le produit long dont elle est issue par transformation plastique est un fil ou barre laminé traité thermiquement par  
20 refroidissement dans la chaude de laminage à une vitesse de refroidissement suffisante pour lui conférer une structure bainitique ou essentiellement bainitique.

- Dans un second mode de réalisation préféré de l'invention, la pièce mécanique en acier forgée à chaud définie ci-dessus se caractérise en ce que le produit long dont elle est issue par transformation plastique est une barre ou un fil laminé dont le lopin de  
25 forge qui en a été extrait a été traité thermiquement par trempe sous une vitesse de refroidissement suffisante pour lui conférer une structure bainitique jusqu'à cœur, ce depuis une température de trempe de l'ordre de 1200 °C et plus à laquelle le lopin a subi une transformation plastique par forgeage l'amenant à sa forme finale désirée.

- Préférentiellement, dans les deux modes de réalisation évoqués ci-dessus le  
30 traitement thermique intervenant dans l'élaboration de la pièce mécanique comprend une phase finale de refroidissement à faible vitesse, qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s environ, à cœur.

- On notera que ce refroidissement de la pièce est un refroidissement doux, différent en tous cas d'une opération de refroidissement qui tremperait l'acier, laquelle  
35 au demeurant serait, dans la pratique normale, suivie d'un revenu.

          Dans une variante, la pièce mécanique est réalisée avec un acier dont la teneur en carbone est comprise entre 0,06 % et 0,10 %.

          Dans une autre variante, la pièce mécanique est réalisée avec acier dont la teneur en molybdène n'excède pas 0,30%, et celle en manganèse est inférieure à 1,80 %.

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une pièce mécanique à hautes caractéristiques prête à l'emploi en acier bas carbone présentant une résistance à la rupture de plus de 800 MPa, caractérisé en ce qu'il comporte les étapes suivantes :

- 5           - à partir d'un demi produit long en acier bas carbone, dont la composition, outre le fer et les inévitables impuretés résiduelles résultant de l'élaboration de l'acier, répond au moins à l'analyse suivante, donnée en pourcentages pondéraux par rapport au fer:
- $C \leq 0,15 \%$   
           $0,04 \% \leq Nb \leq 0,10 \%$   
10        $0,001 \% \leq B \leq 0,005 \%$   
           $0,10 \% \leq Mo \leq 0,35 \%$   
           $1,3 \% \leq Mn \leq 2,0 \%$   
           $0,15 \% \leq Si \leq 1,30 \%$   
           $0,01 \% \leq Al \leq 0,08 \%$   
15        $N \leq 0,015 \%$  avec  $Ti \geq 3,5 \times \% N$ ,  
          on lamine à chaud un produit long dans le domaine austénitique selon la pratique habituelle du laminage à chaud;  
          - on traite ensuite thermiquement le produit long laminé obtenu, ce traitement thermique comprenant une phase finale de refroidissement à faible vitesse, qui peut  
20       descendre jusqu'à  $1^\circ C/s$  environ, à cœur pour obtenir une structure bainitique, ou essentiellement bainitique, et on déforme plastiquement ledit produit long pour l'amener à la forme finale désirée, l'opération de déformation plastique pouvant être accomplie après ou pendant ledit traitement thermique.

25       L'invention a encore pour objet un produit sidérurgique long destiné à obtenir une pièce mécanique en acier telle que définie ci-avant, caractérisé en ce qu'il se présente sous forme de fil ou de barre laminé à chaud et en ce que l'acier qui le compose répond au moins à l'analyse suivante, donnée en pourcentages pondéraux par rapport au fer:

- 30        $C \leq 0,15 \%$   
           $0,04 \% \leq Nb \leq 0,10 \%$   
           $0,001 \% \leq B \leq 0,005 \%$   
           $0,10 \% \leq Mo \leq 0,35 \%$   
           $1,3 \% \leq Mn \leq 2,0 \%$   
           $0,15 \% \leq Si \leq 1,30 \%$   
35        $0,01 \% \leq Al \leq 0,08 \%$   
           $N \leq 0,015 \%$  avec  $Ti \geq 3,5 \times \% N$ .

40       Comme on l'aura compris, l'invention, dans ses caractéristiques essentielles, consiste en la définition d'une analyse d'acier bas carbone à base de niobium, de bore et de molybdène, qui est spécifique aux pièces mécaniques à hautes caractéristiques et apte à se doter d'une structure bainitique (ou essentiellement bainitique) homogène dans la

masse de la pièce avec peu d'exigences quant au refroidissement. Cette structure peut être obtenue en effet déjà à partir d'une faible vitesse de refroidissement à cœur qui peut descendre jusqu'à 1°C/s environ, vitesse qui peut être atteinte, comme on le sait, directement dans la chaude de laminage elle-même pour des fils et barres de diamètre de l'ordre de 20 mm et plus selon les installations.

Dès lors, l'invention ouvre vers les grands diamètres la gamme de production des produits longs laminés à chaud destinée aux ateliers de frappe ou forge à froid, et, pour ceux réservés à la forge à chaud, elle procure l'économie d'un traitement thermique final supplémentaire de trempe-revenu. Pour mieux fixer les idées, on notera qu'avec les chaudes de laminage habituelles, les diamètres limites se situent autour de 20 à 25 mm pour les nuances selon l'invention.

Les habitudes de vocabulaire dans la profession sidérurgique font que l'on appelle

- "fils ou petites barres" les produits laminés sous des diamètres allant jusqu'à 30 mm environ (que l'on conditionne souvent d'ailleurs sous forme de couronnes pour livraison aux transformateurs);

- et "barres" ceux laminés à partir de 18 mm de diamètre et qui sont livrés rectilignes après découpe à longueur à la sortie du train.

Par ailleurs, dans un souci de clarté de l'exposé, l'expression "structure bainitique" désignera une "structure bainitique ou essentiellement bainitique".

L'invention sera bien comprise et d'autres aspects et avantages apparaîtront plus clairement au vu de la description détaillée qui suit, donnée à titre d'exemple de réalisation.

On produit à l'aciérie, par coulée continue, des demi-produits longs (billettes ou blooms) issus d'un acier ayant, outre le fer, la composition suivante, en teneur pondérale par rapport au fer :

De 0,02 à 0,15 %, et de préférence 0,08 %, de carbone. Le carbone à ces teneurs sert à l'obtention d'une structure bainitique ayant les propriétés mécaniques requises. Il permet d'obtenir une bonne aptitude à l'écrouissage lors d'une déformation plastique à froid. Sa basse teneur permet aussi d'éviter la formation de gros carbures défavorables à la ductilité sans qu'il soit nécessaire de réaliser un traitement de globulisation.

De 0,04 à 0,10 %, et de préférence 0,06 à 0,08 %, de niobium. Le niobium agit en synergie avec le molybdène et le bore pour élargir le domaine de transformation bainitique. Il permet d'accroître l'effet de trempabilité du bore en augmentant la teneur en bore efficace contenue dans l'acier. En effet, la formation des carbures  $\text{Fe}_{23}(\text{CB}_6)$  (piégeant le bore et passifs quant à la trempabilité de l'acier) est rendue plus difficile sous l'action du niobium qui stabilise l'austénite et retarde la diffusion du carbone. Par ailleurs, il permet d'augmenter la température de recristallisation de l'austénite ce qui

permet d'obtenir une structure bainitique plus fine lors de laminage contrôlé, et ainsi d'augmenter la résilience des pièces.

De 0,001 à 0,005 % de bore. Le bore inhibe la germination de la ferrite favorisant ainsi la formation d'une structure bainitique. Il agit en synergie avec le niobium et le molybdène pour élargir le domaine bainitique.

De 0,10 à 0,35 %, et de préférence moins de 0,30 % de molybdène. Le molybdène est un élément carburigène permettant d'élargir le domaine bainitique en retardant la germination de la ferrite. De plus, à ces teneurs, son action sur la trempabilité de l'acier permet d'obtenir un acier d'une résistance mécanique supérieure par un abaissement de la température de début de transformation bainitique. Il tend à compenser ainsi la faible teneur en carbone nécessaire à l'obtention d'une bonne ductilité. Par ailleurs, il agit en synergie avec le bore et avec le niobium dont il renforce le rôle. De plus, à ces teneurs, il agit en synergie avec le niobium pour augmenter la température de recristallisation de l'austénite.

De 1,30 à 2,00 %, et de préférence entre 1,60 et 1,80 %, de manganèse. Ce manganèse permet d'obtenir ensuite une trempabilité suffisante, aide à la formation de la bainite et permet d'obtenir les caractéristiques mécaniques souhaitées.

De 0,10 à 1,30 %, et de préférence de 0,20 à 0,35 %, de silicium. A ces teneurs, il permet d'obtenir un durcissement modéré de l'acier. On peut aller jusqu'à une teneur de 1,30 % si besoin est, en particulier pour augmenter la résistance mécanique de l'acier. Le silicium permet également de désoxyder l'acier lors de la coulée.

De 0,007 à 0,010 % d'azote, associé avec une teneur en titane de l'ordre de 3,5 fois cette teneur en azote pour faire écran sacrificiel au bénéfice du bore. Le titane sert à fixer l'azote et à protéger ainsi le bore. Sans titane, le bore perdrait son pouvoir trempant en réagissant avec l'azote. Le titane permet également d'obtenir un grain austénitique fin ce qui améliore l'aptitude à la mise en forme à froid et à la ductilité.

Moins de 0,08 % d'aluminium. Cet aluminium dissous résiduel, venant du calmage de l'acier avant coulée, est un bon désoxydant de protection du titane contre l'oxydation par l'oxygène dissous inévitablement présent, afin que ce titane reste disponible pour protéger le bore contre l'azote. Cet aluminium sert aussi à contrôler le grossissement du grain austénitique lors du laminage à chaud du demi-produit de départ, et ainsi à donner à l'acier de bonnes propriétés de résilience.

Eventuellement de 0,001 à 0,1 % de soufre. Ce soufre se combine avec le manganèse afin de former des sulfures de manganèse plastiques et ductiles. Il permet d'obtenir une bonne usinabilité. Il est possible, si l'on souhaite améliorer d'avantage l'usinabilité, d'augmenter sa teneur jusqu'à une valeur maximale de 0,1 % mais pas au-delà si l'on veut garantir une bonne aptitude à la déformation à froid.

Cet acier présente également les inévitables impuretés et éléments résiduels résultant de son élaboration, notamment le phosphore dont la teneur doit rester de préférence inférieure à 0,02 % pour garantir une bonne ductilité pendant et après la mise



en forme à froid, ainsi que le cuivre et le nickel, dont la teneur doit être de préférence inférieure à 0,30 %.

Cette composition optimisée permet à l'acier d'avoir une très bonne aptitude à la déformation plastique en même temps qu'une bonne usinabilité. En effet, cette nuance favorise non seulement l'obtention de bainite, mais diminue aussi le risque d'obtention de martensite, dont la présence peut constituer un obstacle sérieux à une bonne opération d'usinage.

La plupart du temps, on pourra d'ailleurs limiter la teneur en molybdène à 0,30 % et la teneur en manganèse à 1,80 % afin d'écarter un risque d'apparition de structure de trempe de type martensitique dans certains cas compte tenu des conditions locales.

Un aspect essentiel de l'invention est que les pièces mécaniques présentent une structure bainitique homogène dans la masse à faible vitesse de refroidissement à cœur des pièces forgées à chaud, ou des fils ou barres dont elles sont issues par frappe à froid, qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s environ.

Lorsque, conformément à une mise en œuvre de l'invention, la pièce mécanique est frappée à froid (ou forgée à froid), la structure bainitique est obtenue avant mise en forme. L'acier, après déformation, présente alors une bonne ductilité, mesurée par une striction largement supérieure à 50 %, une résistance à la traction supérieure à 650 MPa, et une résistance mécanique supérieure à 800 Mpa.

Dans ce premier mode de réalisation, la pièce est en effet obtenue par déformation plastique à froid de l'acier présentant déjà une structure bainitique. On approvisionne un demi-produit long constitué d'un acier d'analyse conforme à l'invention qu'on lamine à chaud, si besoin après réchauffage au-dessus de 1100 °C, selon la pratique habituelle du laminage à chaud jusqu'à l'obtention d'un fil laminé de 10 mm de diamètre par exemple. La température de dépose du fil est inférieure à 1000 °C. Le fil laminé obtenu est ensuite refroidi à l'air dans la chaufferie de laminage elle-même de la manière habituelle (procédé "stelmor" par exemple), à une faible vitesse à cœur qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s environ pour obtenir une structure bainitique homogène.

Le fil laminé est alors livré (ou livrable) au transformateur sous forme de couronne. Le transformateur qui reçoit la couronne débobine le fil, le dresse au besoin, avant de le découper en lopins de longueur voulue. Chaque lopin est ensuite soumis à une opération habituelle de déformation plastique à froid pour l'obtention de la pièce finale prête à l'emploi (rotules, axes, biellettes, vis...), après un usinage de mise aux côtes nominales au besoin. Les caractéristiques mécaniques finales seront naturellement obtenues par l'érouissage résultant de la mise en forme.

Dans un second mode de réalisation, la pièce est déformée à chaud et la structure bainitique est obtenue après cette opération de déformation plastique: on approvisionne un demi-produit long constitué d'un acier d'analyse conforme à l'invention qu'on lamine à chaud jusqu'à l'obtention d'une barre laminée de 30 mm de

diamètre par exemple. Après refroidissement éventuel, la barre mise à longueur par découpe est livrable rectiligne au forgeron avec sa structure métallographique ordinaire acquise naturellement au cours du laminage à chaud.

Le forgeron qui la reçoit la débite en lopins et chaque lopin est ensuite porté à une température d'environ 1200 °C avant d'être soumis à une opération de déformation plastique à chaud à la forge. Les pièces sont alors refroidies de la manière habituelle, en deux étapes, avec un premier refroidissement contrôlé jusqu'à une température inférieure à 1000 °C et un second refroidissement à faible vitesse de refroidissement à cœur qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s environ. Dans ce mode de réalisation, les conditions de fin de laminage n'ont pas d'importance particulière sur l'obtention de la structure métallurgique, puisque la bainite, qui donne à la pièce l'essentiel de ses propriétés d'emploi, est atteinte tout à la fin, après la mise en forme à chaud et refroidissement contrôlé.

On rappelle que les pièces mécaniques selon l'invention, sont obtenues par déformation plastique de produits laminés sans traitement thermique supplémentaire de trempe et revenu.

Des essais de laboratoire ont été effectués sur une coulée de composition suivante:

% C	% Mn	% Nb	% Cr	% B	% Mo	% Ti	% N <sub>2</sub>	% Si	% S	% Al
0,08	1,6	0,08	0,2	0,003	0,2	0,029	0,006	0,25	0,004	0,028

Les billettes issues de la coulée ont été laminées à chaud après réchauffage au-dessus de 1100 °C pour former un fil de 12 mm de diamètre. La température de dépose du fil après laminage était de 820 °C. La vitesse de refroidissement du fil dans la chaude de fin de laminage (refroidissement à air soufflé de type "stelmor") a été de l'ordre de 5°C/s. On obtient une structure bainitique homogène sur l'ensemble du fil, en périphérie comme à cœur.

Les caractéristiques mécaniques du fil sont les suivantes :

R <sub>m</sub> (MPa)	R <sub>p0.2</sub> (MPa)	A (%)	Z (%)
857	683	17,4	71,4

On rappelle que :

- R<sub>m</sub> représente la résistance à la rupture correspondant à la force maximale avant rupture rapportée à la section initiale du fil.
- R<sub>p0.2</sub> représente la limite d'élasticité conventionnelle correspondant à la force rapportée à la section initiale du fil provoquant un allongement plastique de 0,2 %.
- A représente l'allongement à la rupture.
- Z représente la striction correspondant à la réduction de section du fil après rupture.

L'évolution des caractéristiques mécaniques en fonction du taux de déformation subi par le fil est la suivante:

Taux de réduction (%)	R <sub>m</sub> (MPa)	R <sub>p0.2</sub> (MPa)	A (%)	Z (%)
20	960	885	13,7	67

35	1030	982	13	65,5
50	1100	1020	11,5	61,5
60	1160	1115	10,8	60,5
75	1265	1220	10,6	57,7

Les pièces mécaniques à hautes caractéristiques selon l'invention sont remarquables en ce qu'elles permettent en particulier d'économiser les traitements de trempe et revenu mis actuellement en œuvre lors des opérations de frappe ou à forge à froid ou de forge à chaud.

D'autre part en imposant des conditions de refroidissement moins drastiques, elles risquent moins de se déformer durant l'opération de refroidissement, ou bien à fluide de refroidissement équivalent elles peuvent présenter des diamètres ou épaisseurs plus importants.

Elles sont également remarquables par les très bonnes caractéristiques d'usinabilité qu'elles présentent, ce qui permet dans les applications à froid de diminuer les teneurs en soufre et donc de limiter l'influence néfaste de cet élément dans l'aptitude à la déformabilité.

Il va de soi que l'invention ne saurait se limiter aux exemples qui viennent d'être décrits, mais qu'elle s'étend à de multiples variantes et équivalents dans la mesure où est respectée sa définition donnée par les revendications jointes.

Ainsi, par exemple, dans les applications de forge à chaud, l'homme du métier pourra choisir d'améliorer l'usinabilité en faisant varier la teneur en soufre ou en ajoutant d'autres agents favorisant l'usinage tels que le tellure, le plomb ou le sélénium. De même, bien qu'étant destinée plus particulièrement aux applications de frappe ou forge à froid ou forge à chaud, l'invention s'applique également aux autres applications de déformation plastique telles que le tréfilage, l'étréage, l'estampage, etc...

## REVENDICATIONS

- 5           1) Pièce mécanique à hautes caractéristiques en acier bas carbone prête à l'emploi venant de la transformation plastique d'un produit sidérurgique long laminé caractérisée en ce que:
- la composition dudit acier, outre le fer et les inévitables impuretés résiduelles résultant de l'élaboration de l'acier, répond au moins à l'analyse suivante, donnée en
- 10   pourcentages pondéraux par rapport au fer:
- $C \leq 0,15 \%$   
           $0,04 \% \leq Nb \leq 0,10 \%$   
           $0,001 \% \leq B \leq 0,005 \%$   
           $0,10 \% \leq Mo \leq 0,35 \%$   
15    $1,3 \% \leq Mn \leq 2,0 \%$   
           $0,15 \% \leq Si \leq 1,30 \%$   
           $0,01 \% \leq Al \leq 0,08 \%$   
           $N \leq 0,015 \%$  avec  $Ti \geq 3,5 \times \% N$  ;
- ledit produit long est obtenu à partir d'un demi produit issu de la coulée
- 20   continue et laminé à chaud dans le domaine austénitique puis traité thermiquement pour obtenir une structure bainitique, ou essentiellement bainitique, et mis en forme par transformation plastique à froid ou à chaud pour lui donner sa forme finale avec une résistance à la rupture supérieure à 800 MPa.
- 25           2) Pièce mécanique en acier bas carbone déformée à froid selon la revendication 1 caractérisée en ce que le produit long dont elle est issue par transformation plastique est un fil ou barre laminé traité thermiquement par refroidissement dans la chaude de laminage à une vitesse de refroidissement suffisante pour lui conférer une structure bainitique ou essentiellement bainitique.
- 30           3) Pièce mécanique en acier forgée selon la revendication 1 caractérisée en ce que le produit long dont elle est issue par transformation plastique à chaud est une barre ou un fil laminé dont le lopin de forge qui en a été extrait a été traité thermiquement par trempe sous une vitesse de refroidissement suffisante pour lui conférer une structure
- 35   bainitique jusqu'à cœur, ce depuis une température de trempe de l'ordre de 1200 °C et plus à laquelle le lopin a subi une transformation plastique par forgeage l'amenant à sa forme finale désirée.
- 40

4) Pièce mécanique en acier selon la revendication 2 ou 3 caractérisé en ce que le traitement thermique intervenant dans son élaboration comprend une phase finale de refroidissement à faible vitesse, qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s, à cœur.

5

5) Pièce mécanique en acier selon l'une des revendications 1 à 4 caractérisée en ce que la teneur en carbone de l'acier est comprise entre 0,06 et 0,10 %.

6) Pièce mécanique en acier selon l'une des revendications 1 à 5 caractérisée en ce que l'acier dont elle est composée a une teneur en molybdène qui n'excède pas 0,30 %, et une teneur en manganèse inférieure à 1,80 %

7) Procédé de fabrication d'une pièce mécanique prête à l'emploi à hautes caractéristiques en acier bas carbone présentant une résistance à la rupture de plus de 800 MPa caractérisé en ce qu'il comporte les étapes suivantes :

- à partir d'un demi-produit long dont la composition, outre le fer et les inévitables impuretés résiduelles résultant de l'élaboration de l'acier, répond au moins à l'analyse suivante, donnée en pourcentages pondéraux par rapport au fer:

$C \leq 0,15 \%$   
 $0,04 \% \leq Nb \leq 0,10 \%$   
 $0,001 \% \leq B \leq 0,005 \%$   
 $0,10 \% \leq Mo \leq 0,35 \%$   
 $1,3 \% \leq Mn \leq 2,0 \%$   
 $0,15 \% \leq Si \leq 1,30 \%$   
 $0,01 \% \leq Al \leq 0,08 \%$   
 $N \leq 0,015 \%$  avec  $Ti \geq 3,5 \times \% N$ ,

on lamine à chaud un produit long (fil ou barre), la température de dépose du fil après laminage étant inférieure à 1000 °C;

- on traite ensuite thermiquement ledit produit long laminé obtenu, ledit traitement thermique comprenant une phase finale de refroidissement à faible vitesse, qui peut descendre jusqu'à 1 °C/s environ, à cœur pour obtenir une structure bainitique, ou essentiellement bainitique, et on déforme plastiquement ledit produit long pour l'amener à sa forme finale désirée, l'opération de déformation plastique pouvant être accomplie après ou pendant ledit traitement thermique.

35

8) Produit sidérurgique long bas carbone destiné à être transformé en une pièce mécanique à hautes caractéristiques prête à l'emploi selon la revendication 1, caractérisé en ce qu'il se présente sous forme de fil ou de barre laminé à chaud et en ce que l'acier qui le compose répond au moins à l'analyse suivante, donnée en pourcentages

5 pondéraux par rapport au fer:

$$C \leq 0,15 \%$$

$$1,3 \% \leq Mn \leq 2,0 \%$$

$$0,04 \% \leq Nb \leq 0,10 \%$$

$$0,10 \% \leq Mo \leq 0,35 \%$$

10  $0,001 \% \leq B \leq 0,005 \%$

$$0,15 \% \leq Si \leq 1,30 \%$$

$$0,01 \% \leq Al \leq 0,08 \%$$

$$N \leq 0,015 \% \text{ avec } Ti \geq 3,5 \times \% N.$$

15

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No

PCT/FR 03/03516

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**

IPC 7 C22C38/12 C22C38/14 C22C38/38 C21D8/06

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

**B. FIELDS SEARCHED**

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

IPC 7 C22C C21D

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

EPO-Internal, CHEM ABS Data, WPI Data, PAJ

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	US 6 228 183 B1 (ASAHI HITOSHI ET AL) 8 May 2001 (2001-05-08) claims; examples ---	1-8
X	US 5 554 233 A (HEITMANN WILLIAM E ET AL) 10 September 1996 (1996-09-10) claims; examples ---	1-8
A	EP 0 753 596 A (NIPPON STEEL CORP) 15 January 1997 (1997-01-15) ---	
A	US 6 315 946 B1 (FOCHT ERIC M) 13 November 2001 (2001-11-13) ---	
A	US 4 521 258 A (OHASHI MAMORU ET AL) 4 June 1985 (1985-06-04) ---	
	--- -/--	

☒ Further documents are listed in the continuation of box C.☒ Patent family members are listed in annex.

## \* Special categories of cited documents:

- \*A\* document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- \*E\* earlier document but published on or after the international filing date
- \*L\* document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- \*O\* document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- \*P\* document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

\*T\* later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

- \*X\* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- \*Y\* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.

\*&\* document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

23 April 2004

Date of mailing of the international search report

03/05/2004

Name and mailing address of the ISA

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2  
NL - 2280 HV Rijswijk  
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,  
Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Mollet, G

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No

PCT/FR 03/03516

## C.(Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	US 3 592 633 A (OSUKA TATSUMI ET AL) 13 July 1971 (1971-07-13) ---	
A	GB 2 186 594 A (HUNTING OILFIELD SERVICES LTD) 19 August 1987 (1987-08-19) -----	



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No.

PCT/FR 03/03516

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
US 6228183	B1	08-05-2001	AT 260348 T 15-03-2004
		AU 736078 B2	26-07-2001
		AU 8676998 A	16-02-1999
		BR 9811292 A	29-08-2000
		CA 2294740 A1	04-02-1999
		CN 1087356 B	10-07-2002
		CN 1265710 T	06-09-2000
		DE 69821954 D1	01-04-2004
		EP 1015651 A1	05-07-2000
		JP 2001511483 T	14-08-2001
		RU 2218444 C2	10-12-2003
		WO 9905336 A1	04-02-1999
US 5554233	A	10-09-1996	CA 2135255 A1 27-11-1995
EP 0753596	A	15-01-1997	JP 3244981 B2 07-01-2002
		JP 8199292 A	06-08-1996
		JP 3244985 B2	07-01-2002
		JP 8209288 A	13-08-1996
		JP 3244986 B2	07-01-2002
		JP 8209290 A	13-08-1996
		AU 680590 B2	31-07-1997
		AU 4496496 A	14-08-1996
		CA 2186476 A1	01-08-1996
		DE 69608179 D1	15-06-2000
		DE 69608179 T2	18-01-2001
		EP 0753596 A1	15-01-1997
		KR 206151 B1	01-07-1999
		NO 964034 A	25-11-1996
		RU 2136775 C1	10-09-1999
		US 5798004 A	25-08-1998
		CN 1146784 A	02-04-1997
		WO 9623083 A1	01-08-1996
US 6315946	B1	13-11-2001	NONE
US 4521258	A	04-06-1985	JP 1027128 B 26-05-1989
		JP 1551501 C	23-03-1990
		JP 58077528 A	10-05-1983
		CA 1208106 A1	22-07-1986
		EP 0080809 A1	08-06-1983
US 3592633	A	13-07-1971	DE 1903070 A1 15-06-1972
		FR 2000542 A5	12-09-1969
		GB 1210795 A	28-10-1970
		SE 344215 B	04-04-1972
GB 2186594	A	19-08-1987	NONE

# RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande Internationale No

PCT/FR 03/03516

## A. CLASSEMENT DE L'OBJET DE LA DEMANDE

CIB 7 C22C38/12 C22C38/14 C22C38/38 C21D8/06

Selon la classification internationale des brevets (CIB) ou à la fois selon la classification nationale et la CIB

## B. DOMAINES SUR LESQUELS LA RECHERCHE A PORTE

Documentation minimale consultée (système de classification suivi des symboles de classement)

CIB 7 C22C C21D

Documentation consultée autre que la documentation minimale dans la mesure où ces documents relèvent des domaines sur lesquels a porté la recherche

Base de données électronique consultée au cours de la recherche internationale (nom de la base de données, et si réalisable, termes de recherche utilisés)

EPO-Internal, CHEM ABS Data, WPI Data, PAJ

## C. DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS

Catégorie *	Identification des documents cités, avec, le cas échéant, l'indication des passages pertinents	no. des revendications visées
X	US 6 228 183 B1 (ASAHI HITOSHI ET AL) 8 mai 2001 (2001-05-08) revendications; exemples ---	1-8
X	US 5 554 233 A (HEITMANN WILLIAM E ET AL) 10 septembre 1996 (1996-09-10) revendications; exemples ---	1-8
A	EP 0 753 596 A (NIPPON STEEL CORP) 15 janvier 1997 (1997-01-15) ---	
A	US 6 315 946 B1 (FOCHT ERIC M) 13 novembre 2001 (2001-11-13) ---	
A	US 4 521 258 A (OHASHI MAMORU ET AL) 4 juin 1985 (1985-06-04) ---	
	-/--	



Voir la suite du cadre C pour la fin de la liste des documents



Les documents de familles de brevets sont indiqués en annexe

\* Catégories spéciales de documents cités:

- \*A\* document définissant l'état général de la technique, non considéré comme particulièrement pertinent
- \*E\* document antérieur, mais publié à la date de dépôt international ou après cette date
- \*L\* document pouvant jeter un doute sur une revendication de priorité ou cité pour déterminer la date de publication d'une autre citation ou pour une raison spéciale (telle qu'indiquée)
- \*O\* document se référant à une divulgation orale, à un usage, à une exposition ou tous autres moyens
- \*P\* document publié avant la date de dépôt international, mais postérieurement à la date de priorité revendiquée

- \*T\* document ultérieur publié après la date de dépôt international ou la date de priorité et n'appartenant pas à l'état de la technique pertinent, mais cité pour comprendre le principe ou la théorie constituant la base de l'invention
- \*X\* document particulièrement pertinent; l'invention revendiquée ne peut être considérée comme nouvelle ou comme impliquant une activité inventive par rapport au document considéré isolément
- \*Y\* document particulièrement pertinent; l'invention revendiquée ne peut être considérée comme impliquant une activité inventive lorsque le document est associé à un ou plusieurs autres documents de même nature, cette combinaison étant évidente pour une personne du métier
- \*&\* document qui fait partie de la même famille de brevets

Date à laquelle la recherche internationale a été effectivement achevée

23 avril 2004

Date d'expédition du présent rapport de recherche internationale

03/05/2004

Nom et adresse postale de l'administration chargée de la recherche internationale

Office Européen des Brevets, P.B. 5818 Patentlaan 2  
NL - 2280 HV Rijswijk  
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,  
Fax: (+31-70) 340-3016

Fonctionnaire autorisé

Mollet, G

# RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande Internationale No

PCT/FR 03/03516

## C.(suite) DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS

Catégorie	Identification des documents cités, avec, le cas échéant, l'indication des passages pertinents	no. des revendications visées
A	US 3 592 633 A (OSUKA TATSUMI ET AL) 13 juillet 1971 (1971-07-13) ---	
A	GB 2 186 594 A (HUNTING OILFIELD SERVICES LTD) 19 août 1987 (1987-08-19) -----	

# RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande Internationale No

PCT/FR 03/03516

Document brevet cité au rapport de recherche		Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
US 6228183	B1	08-05-2001	AT 260348 T	15-03-2004
			AU 736078 B2	26-07-2001
			AU 8676998 A	16-02-1999
			BR 9811292 A	29-08-2000
			CA 2294740 A1	04-02-1999
			CN 1087356 B	10-07-2002
			CN 1265710 T	06-09-2000
			DE 69821954 D1	01-04-2004
			EP 1015651 A1	05-07-2000
			JP 2001511483 T	14-08-2001
			RU 2218444 C2	10-12-2003
			WO 9905336 A1	04-02-1999
US 5554233	A	10-09-1996	CA 2135255 A1	27-11-1995
EP 0753596	A	15-01-1997	JP 3244981 B2	07-01-2002
			JP 8199292 A	06-08-1996
			JP 3244985 B2	07-01-2002
			JP 8209288 A	13-08-1996
			JP 3244986 B2	07-01-2002
			JP 8209290 A	13-08-1996
			AU 680590 B2	31-07-1997
			AU 4496496 A	14-08-1996
			CA 2186476 A1	01-08-1996
			DE 69608179 D1	15-06-2000
			DE 69608179 T2	18-01-2001
			EP 0753596 A1	15-01-1997
			KR 206151 B1	01-07-1999
			NO 964034 A	25-11-1996
			RU 2136775 C1	10-09-1999
			US 5798004 A	25-08-1998
			CN 1146784 A	02-04-1997
			WO 9623083 A1	01-08-1996
US 6315946	B1	13-11-2001	AUCUN	
US 4521258	A	04-06-1985	JP 1027128 B	26-05-1989
			JP 1551501 C	23-03-1990
			JP 58077528 A	10-05-1983
			CA 1208106 A1	22-07-1986
			EP 0080809 A1	08-06-1983
US 3592633	A	13-07-1971	DE 1903070 A1	15-06-1972
			FR 2000542 A5	12-09-1969
			GB 1210795 A	28-10-1970
			SE 344215 B	04-04-1972
GB 2186594	A	19-08-1987	AUCUN	